

PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 61-133366

(43)Date of publication of application : 20.06.1986

(51)Int.Cl.

C22C 38/60

(21)Application number : 59-255211

(71)Applicant : SUMITOMO METAL IND LTD

(22)Date of filing : 03.12.1984

(72)Inventor : TANOGAMI SHUJI
OKADA YASUTAKA
OTANI YASUO

(54) CASE HARDENING STEEL FOR COLD FORGING PROVIDED WITH FREE-MACHINABILITY

(57)Abstract:

PURPOSE: To obtain a case hardening steel for cold forging provided with free- machinability and superior resistance to grain coarsening by reducing the amount of Al and adding Nb which is more effective in inhibiting the growth of austenite grains than Al so as to satisfy a specified relation.

CONSTITUTION: The composition of a case hardening steel for cold forging is composed of, by weight, 0.1W0.3% C, <0.5% Si, 0.3W1.8% Mn, 0.3W1.8% Cr, 0.001W0.025% N, 0.005W0.02% acid-sol.Al, 0.0115W0.1% Nb (Nb/acid sol.Al \geq 2.3), one or more among 0.04W0.4% S, 0.005W0.2% Te, 0.05W0.4% Pb, 0.005W0.2% Bi and 0.001W0.02% Ca, and the balance Fe with inevitable impurities.

LEGAL STATUS

[Date of request for examination]

[Date of sending the examiner's decision of rejection]

[Kind of final disposal of application other than the examiner's decision of rejection or application converted registration]

[Date of final disposal for application]

[Patent number]

[Date of registration]

[Number of appeal against examiner's decision of rejection]

[Date of requesting appeal against examiner's decision of rejection]

[Date of extinction of right]

⑫ 公開特許公報(A)

昭61-133366

⑬ Int.Cl.

識別記号

庁内整理番号

⑭ 公開 昭和61年(1986)6月20日

C 22 C 38/60

7147-4K

審査請求 未請求 発明の数 2 (全6頁)

⑮ 発明の名称 鉻削性を付与した冷間鍛造用肌焼鋼

⑯ 特 願 昭59-255211

⑰ 出 願 昭59(1984)12月3日

⑱ 発 明 者 田ノ上 修二 尼崎市西長洲本通1丁目3番地 住友金属工業株式会社中央技術研究所内

⑲ 発 明 者 岡田 康孝 尼崎市西長洲本通1丁目3番地 住友金属工業株式会社中央技術研究所内

⑳ 発 明 者 大谷 泰夫 尼崎市西長洲本通1丁目3番地 住友金属工業株式会社中央技術研究所内

㉑ 出 願 人 住友金属工業株式会社 大阪市東区北浜5丁目15番地

㉒ 代 理 人 弁理士 植木 定美

明 細 書

1 発明の名称

快削性を付与した冷間鍛造用肌焼鋼

2 特許請求の範囲

1 重量でC 0.10~0.30%、Si 0.50%以下、Mn 0.3~1.8%、Cr 0.30~1.80%、N 0.001~0.025%、 σ_{ZAL} 0.005~0.02%未満、Nb 0.0115~0.1%、ただしNb/ σ_{ZAL} ≥ 2.3 の関係をみたし、さらにS 0.04~0.40%、Te 0.005~0.20%、Pb 0.05~0.40%、Bi 0.005~0.20%、Ca 0.001~0.020%のうち1種又は2種以上を含有し、残部Fe及び不可避的不純物より成ることを特徴とする耐粗粒化にすぐれ快削性を付与した冷間鍛造用肌焼鋼。

2 重量でC 0.10~0.30%、Si 0.50%以下、Mn 0.3~1.8%、Cr 0.30~1.80%、N 0.001~0.025%、Mo 0.05~0.8%、 σ_{ZAL} 0.005~0.02

%未満、Nb 0.0115~0.1%、ただし、Nb/ σ_{ZAL} ≥ 2.3 の関係をみたし、さらにS 0.04~0.40%、Te 0.005~0.20%、Pb 0.05~0.40%、Bi 0.005~0.20%、Ca 0.001~0.020%のうち1種又は2種以上を含有し、残部Fe及び不可避的不純物より成ることを特徴とする耐粗粒化にすぐれ快削性を付与した冷間鍛造用肌焼鋼。

3 発明の詳細な説明

(技術分野)

本発明は肌焼鋼、特に耐粗粒化にすぐれ、快削性を付与した冷間鍛造用肌焼鋼に関する。

(発明の背景)

自動車、機械の動力伝達用部品には、その用途上必要とする機械的性質を得るために肌焼鋼が広く用いられている。これは成形加工された前記部品に浸炭又は浸炭窒化などの表面硬化処理を施し、表面の強度および耐摩耗性と芯部の耐衝撃性を確保して部分全体の靱性を保たせる

ためである。この表面硬化処理を施す場合、冷間加工後の素材をA、変態点以上のオーステナイト領域温度で、かつ浸炭又は浸炭窒化などの表面硬化処理雰囲気中にて加熱保持するが、このような処理過程において、小数のオーステナイト結晶粒が異常成長して鋼組織中に部分的に結晶粒が粗大化した混粒組織が生ずる場合がある。このように粗大化した結晶粒の部分は他の部分に比較して焼入れ性がよいため大きな熱処理歪をもたらし、さらに靱性の低下をきたしたりするという問題があつた。

このような問題点を解決するために従来は鋼中の ΔEN を十分に析出させてオーステナイト結晶粒の粗大化を防止する肌焼鋼が用いられていたが、このように ΔEN を微細に析出させたとしても ΔEN は炭素粗大化しやすいため、オーステナイト結晶粒成長の抑制効果は弱められることになり、さらに ΔEN を微細に析出させたことにより初期オーステナイト粒径が小さくなるために結晶粒粗大化温度は低下することになり、オ

ーステナイト結晶粒粗大化の抑制効果を十分に達成することができなくなり、そのためにオーステナイト結晶粒の粗大化温度の高い肌焼鋼を得るのに、種々の改良がなされている(例えば特開昭58-110657、昭58-113318号公報参照)。又肌焼鋼の浸炭温度は従来925℃前後であつたが、近年能率向上を目的として高温浸炭(950~1000℃)或は真空浸炭(950~1050℃)などの高温、短時間の処理条件に移行しつつある。このためにより高温の浸炭温度においてもオーステナイト結晶粒が粗大化しない肌焼鋼が望まれるとともに、肌焼鋼はギヤなどの精密部品になるので、切削ヤシエーピングなどの機械加工が多く切削性の向上が望まれていた。

(発明の概要、詳細な説明)

本発明は、上記の現状に鑑みなされたものであり、冷間鍛造などの冷間加工後のオーステナイト結晶粒の粗大化を防止でき、かつ切削性にすぐれた肌焼鋼を提案するものであり、重要で

C 0.10~0.30%、Si 0.50%以下、Mn 0.3~1.8%、Cr 0.30~1.80%、N 0.001~0.025%、sol Al 0.005~0.02%未満、Nb 0.0115~0.1%を含み、ただしNb/sol Al ≥ 2.3 の関係をみたし、さらにS 0.04~0.40%、Pb 0.05~0.40%、Bi 0.005~0.20%、Te 0.005~0.20%、Ga 0.001~0.020%のうち1種又は2種以上を含有し、残部Fe及び不可避的不純物より成る耐粗粒化と切削性にすぐれた冷間鍛造用肌焼鋼、及び上記成分のほかさらにMo 0.05~0.8%を含有する靱性にすぐれた耐粗粒化と切削性にすぐれた冷間鍛造用肌焼鋼に関するものである。即ち、本発明は冷間加工後の熱処理の初期オーステナイト粒径をある程度大きくしておくためにAl含有率を低くし、Alよりもオーステナイト結晶粒成長の抑制効果がさらに強いNbをNb/sol Al ≥ 2.3 の関係をみたすように添加することにより冷間加工後の浸炭処理、あるいは浸炭窒化処理におけ

るオーステナイト結晶粒の粗大化を防止することを特徴とし、さらにS、Pb、Bi、Te、Gaを添加することにより切削性を付与したものであり、又浸炭焼入れ焼もどし後の靱性改善のためにMoを添加したことを特徴とするものである。

次に本発明による肌焼鋼の成分の限定理由について説明する。

Cはこの発明鋼が浸炭又は浸炭窒化後に焼入れ及び低温焼もどしを行つて使用する肌焼鋼であり、従つて浸炭されない心部の焼入れ歪や残留応力を小さくするために上限を0.30%とする。一方、0.1%未満では焼入れ性が不足し、心部の強度が確保できなくなるため、下限を0.10%とする。

Siは脱酸剤として必要であるが、0.50%を超えると鋼中にSiO₂系の介在物が増加すると共に結晶粒が粗大化する傾向が顕著になり靱性が劣化するため、0.50%以下とした。

Mnは脱酸脱炭素剤及び鋼の靱性を確保する元

素として不可欠なものであるが、0.30%未満ではその効果があがらず、又1.8%を超えて添加すると結晶粒が粗大化しやすくなり、製鋼段階での偏析を助長し脆性を増加させるため0.30~1.80%とする。

Cr は鋼の焼入れ性、強度、靱性及び浸炭性等の向上に有効な元素であるが、0.30%未満ではその効果が小さくなり、又1.80%を超えて多量に含有すると結晶粒のオーステナイト化時に炭化物が十分に固溶せず浸炭後の機械的性質が劣化するため0.30~1.80%とする。

N は鋼中のAlと化合してAlNを生成し、一部はNbとも化合するが、0.001%未満ではAlNの析出が少くなり、結晶粒径が大きくなるので下限は0.001%とする。又、0.025%を超えると冷脆性が劣化するため上限は0.025%とする。

sol Al はこの発明の大きな特徴の一つである初期オーステナイト粒径を^{微細}細粒化するの^に有効であるが、0.02%以上になると未固溶の

AlNが析出して、浸炭、浸炭強化時におけるオーステナイト結晶粒の粗大化速度を低下させるため、上限を0.02%未満とする。又、下限を0.005%とした理由は、鋼中Alの偏析を考慮しても0.005%のsol Alが固溶しておれば十分に脱酸されるためである。

Nb はオーステナイト結晶粒の粗大化を抑制するのに極めて有効な元素である。第1図に0.2% C - 0.3% Si - 0.8% Mn - 1.2% Cr - 0.010% N - 0.1% B - Nb - sol Al鋼について1200℃で鍛伸し750℃×2時間の加熱後^冷冷による球状化焼なましを行ない80%の圧下率で冷間加工を行なった後960℃×6時間のオーステナイト化を行ない結晶粒粗大化の有無を示す。細粒化のためにはNb/sol Al ≥ 2.3が必要であり、そのためNbの下限は0.0115%とし、また0.1%以上添加してもNb(CN)が粗大化し効果が減少するので上限は0.1%とする。従つて粗粒化を防ぐためにsol AlとNbの間にはsol Al 0.005~0.02%

未満、Nb 0.0115~0.1%ただしNb/sol Al ≥ 2.3の関係が必要である。

B, Te は鋼中のMnと結びついて介在物を生成し、鋼の被削性を向上させるが、B 0.04%、Te 0.005%未満ではその効果があがらず又B 0.40%、Te 0.20%を超えて多量に添加しても飽和して増量する意味がなく不経済であるから上記範囲に制限した。

Pb, Bi は鋼中に溶解度をもたないので、鋼中で微粒として分散することにより快削性を向上させるが、Pb 0.05%、Bi 0.005%未満ではその効果があがらず又Pb 0.40%、Bi 0.20%を超えて添加しても効果が飽和して不経済であるので上記範囲に制限した。

Ca は非金属介在物を球状化する作用があり、快削性を向上させるが、Ca 0.001%未満では効果があがらず又Ca 0.02%を超えて添加しても効果が飽和して不経済であるので上記範囲に制限した。

Mo は浸炭焼入れ焼もどし後の靱性改善のため

に添加するが、高価な元素であるため、できるだけ少量の添加が望ましく、その靱性改善効果が発揮されはじめる0.05%を下限とし、その効果がほぼ飽和する0.80%を上限とした。
(実施例)

次に本発明の実施例について説明する。

第1表は本実施例に使用した鋼の組成を示すものであり、鋼№1~6は従来鋼、鋼7~25は本発明鋼である。なお鋼№23~25は、浸炭焼入れ焼もどし後の靱性向上のためにMoを添加した実施例である。

第 1 表

(重量%)

鋼 №	C	Si	Mn	Cr	Nb	so/LAL	N	Mo	S	Pb	Bi	Te	Ca
従 来 鋼	1	0.10	0.30	0.30	0.30	-	0.020	0.006	-	-	-	-	-
	2	0.10	0.1	0.30	0.50	-	0.050	0.006	-	-	-	-	-
	3	0.15	0.30	0.50	1.0	0.08	0.040	0.005	-	-	-	-	-
	4	0.30	0.50	0.80	1.8	-	0.020	0.004	-	-	-	-	-
	5	0.20	0.25	0.90	1.2	-	0.050	0.006	-	-	-	-	-
	6	0.20	0.30	0.90	1.2	0.1	0.050	0.007	-	-	-	-	-
本 発 明 鋼	7	0.13	0.30	0.30	0.31	0.015	0.005	0.009	-	0.10	-	-	-
	8	0.20	0.40	0.50	0.50	0.03	0.01	0.0145	-	-	0.06	-	-
	9	0.15	0.15	1.21	0.55	0.04	0.014	0.010	-	-	-	0.006	-
	10	0.30	0.20	1.52	0.42	0.04	0.013	0.007	-	0.09	-	0.016	-
	11	0.20	0.30	0.41	0.80	0.05	0.019	0.009	-	-	-	-	0.015
	12	0.15	0.40	0.60	0.81	0.04	0.009	0.018	-	0.35	-	-	0.004
	13	0.18	0.25	0.78	0.90	0.08	0.018	0.008	-	-	-	0.10	-
	14	0.25	0.21	0.45	0.70	0.03	0.008	0.015	-	-	0.30	-	-
	15	0.29	0.26	0.90	1.20	0.04	0.012	0.014	-	-	-	0.007	-
	16	0.30	0.32	0.55	1.25	0.05	0.017	0.012	-	0.15	-	-	0.060
	17	0.18	0.35	1.0	1.30	0.05	0.014	0.015	-	0.08	-	0.010	0.015
	18	0.22	0.42	1.22	0.50	0.03	0.012	0.007	-	-	0.18	-	0.008
	19	0.19	0.15	0.88	1.10	0.03	0.006	0.009	-	0.05	0.10	0.01	0.014
	20	0.21	0.31	0.75	1.20	0.03	0.016	0.009	-	0.14	0.08	-	0.018
	21	0.22	0.45	0.60	1.15	0.03	0.010	0.015	-	0.16	-	0.10	-
	22	0.22	0.30	0.72	1.20	0.08	0.012	0.025	-	0.075	0.15	0.009	-
	23	0.19	0.32	0.80	1.21	0.04	0.015	0.014	0.06	0.060	0.06	0.007	0.010
	24	0.24	0.36	0.85	1.05	0.04	0.015	0.014	0.10	-	-	-	0.006
	25	0.20	0.29	0.91	1.08	0.06	0.014	0.013	0.75	0.35	-	-	0.010
									0.040	0.015	-	0.010	-

第1表に示す組成の鋼を100kg真空溶解炉で溶製し、100kg鋼塊とした後、1200℃で40mm×1000mmの丸棒に鍛伸した。その後750℃×2時間の加熱後、炉冷による球状化焼なましを行い、20%、50%、80%の圧下率で冷間鍛造を行つた後、オーステナイト化してオーステナイト結晶粒粗大化温度の測定をした。その結果を第2表に示す。この実験においてオーステナイト化は浸炭処理を想定し930～1050℃の温度域に6時間保持して水冷した。その後、各試料の横断面のオーステナイト粒径を測定し、オーステナイト結晶粒度№5以下の粗粒が面積率で5%を超える温度、又は、粒度№が3以上異なる結晶粒が面積率で20%を超える温度をオーステナイト結晶粒粗大化温度の下限とした。

次に、この発明鋼においてMoを添加した場合の効果を確認するために、前記実験に用いた試料と同じ条件で溶製、鍛伸、球状化焼なましを行つたのちに50%の圧下率で冷間鍛造を行

つた後、浸炭処理を想定して930℃×6時間の加熱後、油焼入れしたのち180℃×2時間の焼きもどしを行い、シャルピー衝撃試験を実施した。その結果を第2表に衝撃値として示す。なお、衝撃値はJIS3号試験片、2mmUノッチ試験片による3本の試験結果による平均値である。

第2表

鋼 種	No.	オーステナイト結晶粒粗大化温度(℃)			衝撃値 (kgf/cm ²)
		20%冷間加工	50%冷間加工	80%冷間加工	
従来鋼	1	<930	<930	<930	7.6
	2	<930	<930	<930	7.6
	3	<930	<930	<930	7.3
	4	<930	<930	<930	7.0
	5	<930	<930	<930	7.5
	6	<930	<930	<930	7.5
本発明鋼	7	1020~1050	990~1020	960~990	9.0
	8	1020~1050	990~1020	960~990	8.8
	9	1020~1050	990~1020	960~990	8.9
	10	1020~1050	990~1020	960~990	8.4
	11	1020~1050	990~1020	960~990	9.2
	12	1020~1050	990~1020	960~990	9.1
	13	>1050	1020~1050	990~1020	9.0
	14	>1050	1020~1050	990~1020	8.6
	15	1020~1050	990~1020	960~990	8.2
	16	1020~1050	990~1020	960~990	8.1
	17	1020~1050	990~1020	960~990	8.8
	18	1020~1050	990~1020	960~990	8.7
	19	>1050	1020~1050	990~1020	8.8
	20	1020~1050	990~1020	960~990	9.0
	21	1020~1050	990~1020	960~990	8.6
	22	>1050	1020~1050	990~1020	9.0
	23	1020~1050	990~1020	960~990	11.0
	24	1020~1050	990~1020	960~990	11.2
	25	>1050	1020~1050	990~1020	10.8

命の快削元素添加の影響を示す。

すべての切削速度において快削元素添加した本発明鋼が従来鋼よりも切削性が優れていることが明らかで、また快削元素の添加は第2表より明らかにより粗粒化温度に何らの影響を与えないことを示している。

従つて機械加工の多い冷間鍛造用肌焼鋼に対しては、耐粗粒化に優れかつ被削性の優れた鋼は最適なものとなる。

次に本発明鋼において快削元素を添加した場合のフランク摩耗への効果を第2図と第3表に示す。切削試験に用いた供試材は113mmφの圧延材で900℃×1.5hr A0の焼後、106φ×500mmの被削性試験片に加工した。

工具材としては超硬合金P20〔バイト用チップ、硬さ90以上(ロックウェルAスケール)、抗折力110以上(kg/mm²)〕を用い、(-5°, -5°, 5°, 5°, 15°, 15°, 0.8mm)切込み20mm;送り0.25mm/r;潤滑=乾式にて寿命判定としてフランク摩耗0.2mmを基準とした。

第3表では切削速度120m/minでの工具寿命(min)を示す。Pb, S, Te, Bi, Ca単独添加で工具寿命が従来鋼の約1.2~1.5倍延びることを示し、Pb, S, Te, Bi, Caの複合添加系では約1.5~3倍延びることを示している。

第2図においては、切削速度に対する工具寿

第3表

鋼 種		工具寿命(min) (切削速度 120m/min)
従来鋼	6	55
本発明鋼	7	50
	8	43
	9	50
	10	60
	11	41
	12	65
	13	47
	14	43
	15	57
	16	80
	17	53
	18	95
	19	73
	20	67
	21	85
	22	90
	23	60
	24	67
	25	75

4 図面の簡単な説明

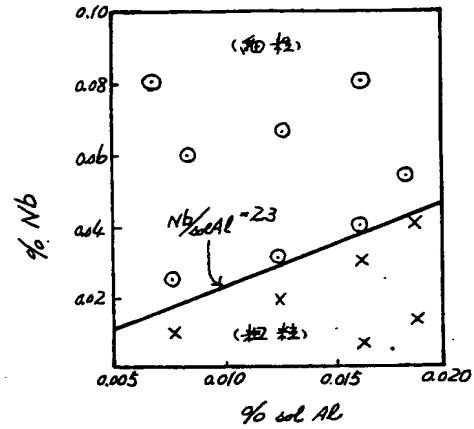
添付図面において、第1図は sol AL と Nb の量とオーステナイト結晶粒粗大化との関係を示したものであり、第2図は本発明鋼の快削性試験結果を示す図表である。

* 1 図

特許出願人 住友金属工業株式会社

代理人 弁理士

植 木 定 美



* 2 図

